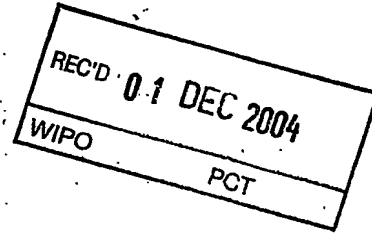


**BUNDESREPUBLIK DEUTSCHLAND****PRIORITY  
DOCUMENT**SUBMITTED OR TRANSMITTED IN  
COMPLIANCE WITH RULE 17.1(a) OR (b)**Prioritätsbescheinigung über die Einreichung  
einer Patentanmeldung****Aktenzeichen:**

103 45 499.3

**Anmeldetag:**

30. September 2003

**Anmelder/Inhaber:**

EPCOS AG, 81669 München/DE

**Bezeichnung:**Piezoelektrisches Keramikmaterial, Vielschicht-  
bauelement und Verfahren zur Herstellung des  
Keramikmaterials**IPC:**

H 01 L, C 04 B

**Die angehefteten Stücke sind eine richtige und genaue Wiedergabe der ur-  
sprünglichen Unterlagen dieser Patentanmeldung.**München, den 4. November 2004  
**Deutsches Patent- und Markenamt**  
Der Präsident  
Im Auftrag  
Schäfer

## Beschreibung

Piezoelektrisches Keramikmaterial, Vielschichtbauelement und Verfahren zur Herstellung des Keramikmaterials

5

Die Erfindung betrifft ein piezoelektrisches Keramikmaterial der allgemeinen Zusammensetzung  $ABO_3$ , das im wesentlichen Bleizirkonattitanat enthält und ein Perowskitgitter aufweist, wobei A für A-Plätze und B für B-Plätze des Kristallgitters steht. Die Erfindung betrifft des weiteren ein Verfahren zur Herstellung dieses Keramikmaterials.

10

Ein solches Keramikmaterial ist insbesondere für Vielschicht-Bauelemente mit einem Stapel aus mehreren Keramikschichten und zwischen Keramikschichten angeordneten Elektrodenschichten geeignet.

15

Derartige piezokeramische Bauelemente sind zum Beispiel als Aktoren in Piezostapeln (Piezostacks) nutzbar, indem durch Spannungsansteuerung eine trägheitsarme mechanische Auslenkung vergleichsweise hoher Kraft erreicht wird, oder sie gestatten die Erzeugung hoher elektrischer Spannungen beziehungsweise dienen in entsprechenden Vorrichtungen der Dedektion mechanischer oder der Erzeugung akustischer Schwingungen.

20

Bisherige technische Lösungen basieren vorwiegend auf Keramikmassen vom Strukturtyp der Perowskite der allgemeinen Formel  $ABO_3$ , wobei die piezoelektrischen Eigenschaften im ferroelektrischen Zustand zum Tragen kommen. Als besonders vorteilhaft haben sich durch bestimmte Zusätze modifizierte Bleizirkonattitanat - Keramiken,  $Pb(Zr_{1-x}Ti_x)O_3 = PZT$ , erwiesen, deren Zusammensetzung auf die sogenannte morphotrope Phasengrenze zweier koexistierender ferroelektrischer Phasen eingestellt ist. Zwischen den nach typischen Verfahren der Keramik insbesondere Folientechnologie hergestellten Keramikschichten befinden sich mittels Siebdruck aufgebrachte

30

35

Edelmetall - Innenelektroden, zum Beispiel Ag/ Pd im Molverhältnis 70 /30. Bei bis zu mehreren hundert Elektroden-schichten pro Bauelement sind die Bauelemente dadurch mit erheblichen Kosten belastet. Die Edelmetallelektroden ermöglichen es, die im Prozeß der Keramikfolienherstellung angewandten Dispergatoren und Binder sowie die weiteren organischen Additive und ebenso die organischen Bestandteile der Siebdruck - Metallpaste aus den Vielschichtstapeln thermisch an der Luft durch Depolymerisation und Oxidation zu eliminieren, so dass anschließend eine Sinterverdichtung bei ca. 1100 bis 1150°C ermöglicht wird, ohne daß Reduktionseffekte, etwa bedingt durch verbliebene Kohlenstoffreste, wirksam werden, die die Eigenschaften der Keramik infolge von Reduktionsreaktionen negativ beeinflussen.

In der Druckschrift DE 20023051 U1 ist ein Verfahren zur Herstellung piezoelektrischer Bauelemente angegeben, die anstelle der teuren Ag/Pd Innenelektroden kupferhaltige Elektroden aufweisen, wobei die piezoelektrischen Kenndaten auf Keramikmassen der bevorzugten Zusammensetzung  $\text{Pb}_{0,97}\text{Nd}_{0,02}\square_{0,01}(\text{Zr}_{0,54}\text{Ti}_{0,46})\text{O}_3$  beruhen. Das Zeichen „ $\square$ “ steht für eine Leerstelle im Kristallgitter. Keramikmassen einer derartigen Zusammensetzung sind insbesondere für Ag/Pd-Innenelektroden und Sinterung an Luft bei 1120°C geeignet und bezüglich ihrer piezoelektrischen Eigenschaften darauf eingestellt, daß sie partiell Silber aus den Innenelektroden aufnehmen. Die Aufnahme des Silbers wird dabei durch die Gegenwart von Luftsauerstoff beim Sintern ermöglicht. Gleichzeitig wird das Kornwachstum gefördert, so daß sich im fertigen Bauelement eine Keramikzusammensetzung  $\text{Pb}_{0,96}\text{Nd}_{0,02}\text{Ag}_{0,02}(\text{Zr}_{0,54}\text{Ti}_{0,46})\text{O}_3$  mit einem für die Anwendung günstigen Korngefüge ergibt.

Demgegenüber weisen die piezoelektrischen Vielschicht-Bauelemente mit der gleichen Ausgangszusammensetzung der Keramik und kupferhaltigen Innenelektroden einen derartigen Silbergehalt nicht auf, was zur Folge hat, daß die für

optimale piezoelektrische Eigenschaften vorteilhafte morphotrope Phasengrenze in der Keramik nicht mehr vorliegt und die mittlere Korngröße geringer ausfällt. Letzteres ist vor allem auch ein Resultat der niedrigeren Sintertemperatur von ca. 1000°C, die bei der Anwendung von kupferhaltigen Innenelektroden einzuhalten ist, um ein Aufschmelzen der Elektroden zu vermeiden.

- Während das Silber bei der Sinterung von Vielschicht-Bauelementen auf der Basis der PZT-Keramik der Zusammensetzung  $\text{Pb}_{0,97}\text{Nd}_{0,02}\text{□}_{0,01}(\text{Zr}_{0,54}\text{Ti}_{0,46})\text{O}_3$  mit Ag/Pd-Innenelektroden an Luft bei 1120°C im Querschnitt über die gesamte gesinterte Keramikschiicht gleichmäßig eingebaut wird, so daß sich in der Piezokeramik die Zusammensetzung  $\text{Pb}_{0,96}\text{Nd}_{0,02}\text{Ag}_{0,02}(\text{Zr}_{0,54}\text{Ti}_{0,46})\text{O}_3$  einstellt, beträgt der Kupfergehalt in Keramikschiichten der o. g. Zusammensetzung bei der Sinterung eines keramischen Vielschicht-Bauelements mit kupferhaltigen Innenelektroden nur ca. 0,1 m %.
- Die Abweichung von der morphotropen Phasengrenze wird z. B. an einer kleineren Dielektrizitätskonstante  $\epsilon$  sowie einer Zunahme des Temperaturkoeffizienten  $\text{TK}\epsilon$  der DK (gemessen z. B. zwischen -20°C und 60°C aufsteigend) und ebenso an einem geringer ausfallenden Betrag der Auslenkung  $S_3$  bei gleicher Feldstärke  $E_3$  erkannt (DK = Dielektrizitätskonstante).

- Der Auslenkungsparameter  $d_{33}$  (= piezoelektrische Ladungskonstante) ist durch die Beziehung  $S_3 = d_{33} \cdot E_3$  definiert. Darüber hinaus ist für die Beurteilung der Eignung einer Piezokeramik in Vielschichtbauelementen der dielektrische Verlust  $L$  maßgebend, der je nach der elektrischen Ansteuerung eine mehr oder weniger starke Erwärmung im Bauelement hervorruft und durch den Wirkungsgrad  $\eta = E_a/E_e$  ( $E_a$  = auskoppelbare Energie,  $E_e$  = eingekoppelte Energie) in Verbindung mit der für eine bestimmte Auslenkung verbundenen elektrischen Feldstärke  $E = U/d$  ( $d$  = Dicke der Keramikschiicht) gemäß der Beziehung  $L = (1/2)U^2C(1 - \eta)$  beschrieben werden kann ( $C$  = Kapazität).

Es ist die Aufgabe der Erfindung, ein insbesondere für keramische Vielschicht-Bauelemente geeignetes Keramikmaterial oben genannter Art anzugeben, das einen verringerten dielektrischen Verlust L und daher im Dauerbetrieb eine geringe Erwärmung der Vielschicht-Bauelemente bei zugleich einer hinreichenden Auslenkung  $S_3$  gewährleistet.

Die Aufgabe der Erfindung wird durch ein piezoelektrisches Keramikmaterial eingangs genannter Art mit dem Kennzeichen des Anspruchs 1 gelöst.

Das erfindungsgemäße Keramikmaterial zeichnet sich durch eine Zusammensetzung aus, die zumindest einen Anteil von Bleizirkonattitanat der allgemeinen Formel  $Pb_{1-3x/2-y/2}SE_x□_{x/2-y/2}Cu^I_y(Zr_{0,5515-z}Ti_{0,4485+z})O_3$  mit  $0,01 < x < 0,04$  und  $0 < y < x/2$  aufweist. Der Parameter z kann einen beliebigen Wert zwischen  $-0,15 < z < +0,15$  annehmen, vorzugsweise  $-0,016 < z < 0,0205$ . SE steht für ein Seltenerdmetall, ausgewählt aus La, Nd, Sm, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tu, Yb, Lu und Y. Der Parameter x ist durch die Wertigkeit des Seltenerdmetalls bestimmt. Das durch den Parameter z gegebene Verhältnis Zr/Ti ist in Abhängigkeit vom Kupfergehalt, d. h. vom Parameter y, so gewählt, daß das Keramikmaterial bezüglich seines Phasenzustands (im Phasenzustandsdiagramm) auf die morphotrope Phasengrenze eingestellt ist.

Die Phasengrenze im Sinne der Erfindung ist nicht zwangsläufig scharf definiert, sondern kann im Phasenzustandsdiagramm einem morphotropen Phasenbereich z. B. zwischen zwei definierten Kristallmodifikationen entsprechen.

Erfindungsgemäß wird der Einbau des zweiwertigen  $Cu^{2+}$ -Kations auf den B-Plätzen des Keramikgitters aus unten dargelegten Gründen verhindert. Das Kupfer bleibt auch nach der Sinterung der Keramikmasse einwertig.

Als Folge des Einbaus von  $\text{Cu}^+$ -Kationen auf A-Plätzen des Keramikgitters wird im Hinblick auf die physikalischen Eigenschaften insbesondere die Verminderung der dielektrischen Verluste L im Keramikmaterial erreicht, vgl. Tabelle 5.

Eine vorteilhafte Veränderung der Massezusammensetzung der Piezokeramik ergibt sich zum Beispiel, indem das Molverhältnis Zr/Ti durch Variation des Parameters z entsprechend der Formel  $\text{Pb}_{1-3x/2}\text{SE}_x\text{□}_{x/2}(\text{Zr}_{0,5515-z}\text{Ti}_{0,4485+z})\text{O}_3$  soweit verändert wird, daß die morphotrope Phasengrenze auch in der Keramik erreicht wird, die infolge einer Sinterung bei ca.  $1000^\circ\text{C}$  in Gegenwart von Cu-Innenelektroden unter Inertbedingungen, das heißt ohne den Einbau von Silber, entsteht. Dadurch können besonders günstige piezoelektrische Eigenschaften der Keramik erhalten werden.

Es ist in einer anderen Variante von Vorteil, die Anpassung der Zusammensetzung des Keramikmaterials an die kupferhaltigen Innenelektroden dadurch zu erreichen, daß man der keramischen Masse - zur Variation des Parameters y entsprechend der allgemeinen Formel  $\text{Pb}_{1-3x/2-y/2}\text{SE}_x\text{□}_{x/2-y/2}\text{Cu}_y(\text{Zr}_{0,5515-z}\text{Ti}_{0,4485+z})\text{O}_3$  mit  $0,01 < x < 0,04$  und  $0 < y < x/2$  einen bestimmten Anteil von Kupferoxid hinzufügt.

Wird der Ausgangsstoffmischung bei einem PZT-Masseansatz bestimmter Zusammensetzung etwas  $\text{CuO}$  zugesetzt, ist davon auszugehen, daß bei der anschließenden Kalzination an der Luft ein Einbau von  $\text{Cu}^{2+}$ -Ionen in das Perowskitgitter der Keramik zustande kommt, wobei  $\text{Cu}^{2+}$  als Akzeptor die Besetzung von B-Plätzen bevorzugt, so daß sich im Ergebnis der Kalzination unter der Annahme eines vollständigen Umsatzes zunächst die Formel  $\text{Pb}_{1-3x/2}\text{SE}_x\text{□}_{x/2}[(\text{Zr}_{0,5515-z}\text{Ti}_{0,4485+z})]_{1-y}\text{Cu}^{\text{II}}_y\text{O}_{3-y}\text{□}_y$  ergibt.  $\text{Cu}^{2+}$  ist jedoch unter den Bedingungen einer Gemeinsamsinterung mit kupferhaltigen Innenelektroden nicht beständig. Es bilden sich  $\text{Cu}^+$ -Ionen, die aufgrund ihres

großen Ionenradius in der Perowskitstruktur die Besetzung von A-Plätzen bevorzugen.

Dementsprechend wird die gesinterte Keramik eine

5 Zusammensetzung gemäß der Formel

$Pb_{1-3x/2-y/2}SE_x□_{x/2-y/2}Cu_y(Zr_{0,5515-z}Ti_{0,4485+z})O_3$  mit  $Cu^+$ -Ionen auf A-Plätzen, zum Beispiel im Fall  $y = x$  mit

$Pb_{1-3x/2}SE_xCu^I_x(Zr_{0,5515-z}Ti_{0,4485+z})O_3$  zugeordnet. Die Sauerstoff-

10 leerstellen, die beim Einbau von  $Cu^{2+}$  auf B-Plätzen ausgebildet werden, sind durch den Umbau des Gitters während der Sinterung infolge  $Cu^+$ -Bildung nicht mehr vorhanden. Beim Erreichen des (für das jeweilige SE-Kation) maximalen Cu-Gehalts wird das in Form eines Kupferoxids zugesetzte Cu durch das Perowskitgitter nicht mehr aufgenommen.

15

Um den Einbau von  $Cu^{2+}$ -Ionen auf B-Plätzen zu umgehen, wird der Masseansatz einer betreffenden Zusammensetzung vorteilhaft zunächst ohne den Zusatz von CuO umgesetzt, das Kupferoxid aber anschließend als  $Cu_2O$  dem Schlicker

20 hinzugefügt, so daß der Einbau auf den A-Plätzen des Perowskitgitters nach erfolgter Entbinderung des piezoelektrischen Vielschicht-Bauelements während des Sinterns unmittelbar erfolgen kann.

Die Erfindung wird an folgendem Ausführungsbeispiel näher erläutert.

Eine aus

1)  $TiO_2$ ,  $ZrO_2$  bzw. einem durch Mischfällung hergestellten  
30 Precursor  $(Zr,Ti)O_2$ ,

2)  $PbCO_3$  bzw.  $Pb_3O_4$ ,

3) Dotierstoffen aus einem Oxid eines Seltenerdmetalls, z. B.  $Nd_2O_3$ , und

4) einem Zusatz von CuO

35 bestehende Rohstoffmischung wird mit a) einer Zusammensetzung, die der morphotropen Phasengrenze entspricht oder dieser nahe kommt und b) einem PbO-Überschuß von maximal 5 %

zur Förderung der Sinterverdichtung eingewogen. Diese Mischung wird zur Gleichverteilung der Komponenten in einer wässrigen Suspension einer Mahlstufe unterzogen und nach dem Filtrieren und Trocknen z. B. bei 900 bis 950°C an der Luft  
5 kalziniert.

In einer weiteren vorteilhaften Variante wird der Zusatz von Kupferoxid auf der Stufe der Kalzination nicht angewendet. Es bildet sich bei der Kalzination eine piezokeramische  
10 Perowskit-Mischkristallphase.

Um bereits bei 1000°C, d. h. unterhalb der Schmelztemperatur von Kupfer innerhalb von 2 bis 8 Stunden eine Sinterverdichtung der Keramikmasse zu erreichen, wird eine Feinmahlung des  
15 Keramikpulvers bis auf eine mittlere Korngröße  $< 0,4 \mu\text{m}$  durchgeführt. Die Sinteraktivität des Pulvers erweist sich dann als ausreichend, um eine Keramikdichte von mehr als 97% der theoretischen Dichte bei zugleich hinreichendem Kornwachstum und ausreichender mechanischer Festigkeit im  
20 Gefüge zu ergeben.

Das fein gemahlene Keramikpulver wird unter Verwendung eines Dispergators zu einem wässrigen Schlicker mit ca. 70 m-% (= Masseprozent) Feststoffgehalt, das entspricht etwa 24 Vol-%, suspensiert. Dabei wird der für eine optimale Dispergierung gerade notwendige Dispergatoranteil, zum Beispiel Ammoniumcitrat, in einer Versuchsreihe gesondert ermittelt, was am Erreichen eines Viskositätsminimums erkannt werden kann. Im Fall der Herstellung einer Kupferoxid enthaltenden  
30 Keramik aus einem Umsatzpulver, dem vor der Kalzination noch kein Kupferoxid hinzugefügt worden war, mischt man einen bestimmten Anteil des Kupfer(I)-Oxids  $\text{Cu}_2\text{O}$  zu. Man setzt für die Ausbildung der Piezokeramik-Grünfolien zu den dispergierten Feststoffpulversuspensionen ca. 6 m-% eines  
35 handelsüblichen thermohydrolytisch abbaubaren Binders hinzu. Dafür erweist sich eine wässrige Polyurethandispersion als vorteilhaft. Man mischt zum Beispiel in einer Dispermat-Mühle



und erhält auf diesem Weg einen für den Folienziehprozeß geeigneten Schlicker.

Die Entbinderung erfolgt thermohydrolytisch mittels  
5 Wasserdampf in einer Stickstoffatmosphäre. Die hydrolytische  
Spaltung des Binders gelingt zum Hauptteil bei einer relativ  
niedrigen Temperatur von  $220 \pm 50^\circ\text{C}$  bei einem Wasserdampfpar-  
tialdruck  $> 200$  mbar. Der Sauerstoffpartialdruck wird auf  
10 einen Wert eingestellt, der mit den Cu-haltigen Elektroden  
verträglich ist, d. h. bei dem das metallische Kupfer nicht  
oxidiert und bei dem die Keramik nicht reduziert wird. Die  
Einstellung des Sauerstoffpartialdrucks erfolgt durch Gettern  
des Sauerstoffs aus der wasserdampfhaltigen Stickstoffatmo-  
sphäre an großen Oberflächen von Cu oder durch Zudosierung  
15 von Wasserstoff.

Zur Ermittlung der optimalen Keramik-Zusammensetzung, z. B.  
des der morphotropen Phasengrenze entsprechenden Verhältnis-  
ses Ti/Zr bzw. des günstigsten Gehalts an Kupfer, wird  
20 zunächst eine Reihe kompakter scheibchenförmiger Keramik-  
körper hergestellt, die durch Übereinanderstapeln und  
Laminieren mehrerer 40 bis 50  $\mu\text{m}$  dicker Grünfolien erhalten  
werden. Nach dem Sintern werden die fertigen Keramikproben  
beidseitig kontaktiert und deren elektrische Eigenschaften  
gemessen.

Die elektrischen Eigenschaften der kompakten Keramikproben in  
den Reihen variabler Zusammensetzung sind in den Tabellen 2  
bis 4 angegeben. Die elektrischen Eigenschaften von Aktoren  
30 mit kupferhaltigen Innenelektroden bei optimierter Keramikzu-  
sammensetzung sind in der Tabelle 5 angegeben.

Beispiele für die Entbinderungsführung für die kompakten Ke-  
ramikproben sind unter Angabe des verbleibenden Restkohlen-  
stoffgehaltes der erhaltenen Bauteile in Tabelle 1 zu finden.  
35 Der Taupunkt für Wasserdampf des Entbinderungsprogrammes  
liegt bei  $97^\circ\text{C}$ .

Tabelle 1: Entbinderung von kompakten Keramikproben (MLP) und den entsprechenden keramischen Vielschicht-Bauelementen (Aktoren)

5

Bedingungen: R Rampe, H Haltezeit	Proben	Erreichter Rest- kohlenstoffgehalt C
R: 6,5 K/h $\Rightarrow$ 100°C, R: 6,2 K/h $\Rightarrow$ 220°C, R: 5 K/h $\Rightarrow$ 350°C, R: 15K/h $\Rightarrow$ 580°C, H: 15h R: 150K/h, Ende: 25°C	Keramikproben MLP	220 ppm
	Aktoren mit 338 Cu- Elektroden	184 ppm

10 Nach dem beschriebenen Entkohlungsregime und angegebenen Restkohlenstoffgehalt gelingt bei der anschließenden Sinterung bei ca. 1000°C eine Verdichtung der Keramik von > 97% der theoretischen Dichte ohne schädliche reduktive Degradation.

Die Keramikproben MLP wurden für die Messung der dielektrischen Eigenschaften beidseitig durch Bedampfen mit einer Goldelektrode versehen.

In Tabelle 2 sind die Eigenschaften von kompakten, aus Folien gefertigten Keramikproben

20  $\text{Pb}_{1-3x/2-y/2}\text{Se}_x\text{□}_{x/2-y/2}\text{Cu}_y(\text{Zr}_{0,5515-z}\text{Ti}_{0,4485+z})\text{O}_3$  mit  $\text{Nd}_2\text{O}_3$  als Dotand und  $x = 0,02$  ohne Kupferoxidzusatz ( $y = 0$ ) zusammengestellt, wobei das Zr/Ti-Verhältnis der Proben variiert wurde. Die Herstellung erfolgte in  $\text{N}_2$ -Atmosphäre bei einem durch den Wasserdampfpartialdruck  $p_{\text{H}_2\text{O}}$  und den Wasserstoffpartialdruck  $p_{\text{H}_2}$  eingestellten Restsauerstoffpartialdruck  $p_{\text{O}_2} = 10^{-2} - 10^{-3}$  Pa. Gemessen wurde nach einer Polung mit  $E = 2 \text{ kV/mm}$  bei

25 Raumtemperatur.

Tabelle 2. Eigenschaften kompakter quadratischer Keramikproben MLP (Kantenlänge  $a = 11,5$  mm, Dicke  $h = 1$  mm) in der Reihe  $\text{Pb}_{0,97}\text{Nd}_{0,02}\square_{0,01}(\text{Zr}_{0,5515-z}\text{Ti}_{0,4485+z})\text{O}_3$  zwecks Ermittlung der morphotropen Phasengrenze mit Angabe des mittleren statistischen Fehlers aus 5 bis 10 Einzelproben.

z	Dielektrizitätskonstante $\epsilon$	Temperaturkoeffizient TK $\epsilon$	Piezoelektr. Ladungskonstante $d_{33}$ [pm V $^{-1}$ ]	Dichte $\rho$ [g cm $^{-3}$ ]
0	$1339 \pm 9$	$6037 \pm 225$	$720 \pm 5$	$7,76 \pm 0,04$
0,0025	$1360 \pm 23$	$4985 \pm 91$	$728 \pm 12$	$7,54 \pm 0,10$
0,005	$1330 \pm 15$	$5094 \pm 150$	$723 \pm 8$	$7,59 \pm 0,02$
0,009	$1527 \pm 28$	$3913 \pm 247$	$753 \pm 14$	$7,89 \pm 0,02$
0,0125	$1436 \pm 74$	$3083 \pm 265$	$714 \pm 40$	$7,90 \pm 0,02$
0,0205	$1598 \pm 21$	$2740 \pm 110$	$707 \pm 20$	$7,88 \pm 0,02$

Man erkennt, daß die Kleinsignal-Dielektrizitätskonstante  $\epsilon$  bei der vorgenommenen Variation der z-Werte ansteigt und der Temperaturkoeffizient TK $\epsilon$  abfällt, während der  $d_{33}$ -Wert bei  $z=0,009$  einen Maximalwert durchläuft. Demnach entspricht die Formel  $\text{Pb}_{0,97}\text{Nd}_{0,02}\square_{0,01}(\text{Zr}_{0,5425}\text{Ti}_{0,4575})\text{O}_3$  einer Keramikmasse, die bei einer Zubereitung ohne CuO-Zusatz an die morphotrope Phasengrenze angepaßt ist.

In Tabelle 3 sind die Eigenschaften von kompakten, aus Folien gefertigten Keramikproben der Zusammensetzung  $\text{Pb}_{1-3x/2-y/2}\text{Se}_x\square_{x/2-y/2}\text{Cu}_y(\text{Zr}_{0,5515-z}\text{Ti}_{0,4485+z})\text{O}_3$  mit  $\text{Nd}_2\text{O}_3$  als Dotand und  $x = 0,02$  sowie  $z = 0$  zusammengestellt, wobei der Kupfergehalt mit dem Parameter  $y$  variiert wurde, der in einem Fall (bei  $y = 0,04$ ) die durch  $x = y$  definierte obere Grenze der homogenen Löslichkeit im Perowskitgitter überschreitet. Die Herstellung erfolgte unter  $\text{N}_2$  bei einem durch  $p_{\text{H}_2\text{O}}$  und  $p_{\text{H}_2}$  eingestellten Restsauerstoffpartialdruck  $p_{\text{O}_2} = 10^{-2} - 10^{-3}$  Pa. Gemessen wurde nach einer Polung mit  $E = 2$  kV/mm bei der Raumtemperatur.

Tabelle 3 Eigenschaften kompakter quadratischer Keramikproben MLP (Kantenlänge  $a = 11,5$  mm, Dicke  $h = 1$  mm) in der Reihe  $\text{Pb}_{0,97-y/2}\text{Nd}_{0,02}\text{Cu}_y(\text{Zr}_{0,5515}\text{Ti}_{0,4485})\text{O}_3$  zwecks Ermittlung eines optimalen Kupfergehalts mit Angabe des mittleren statistischen Fehlers aus 5 bis 10 Einzelproben.

y	Dielektrizitätskonstante $\epsilon$	Temperaturkoeffizient $\text{TK}\epsilon$	Piezoelektr. Ladungskonstante $d_{33}$ [pm V <sup>-1</sup> ]	Dichte $\rho$ [g cm <sup>-3</sup> ]
0	$1339 \pm 9$	$6037 \pm 225$	$720 \pm 5$	$7,76 \pm 0,04$
0,005	$1125 \pm 6$	$4202 \pm 19$	$645 \pm 6$	$7,78 \pm 0,03$
0,010	$1100 \pm 21$	$3466 \pm 136$	$540 \pm 11$	$7,58 \pm 0,11$
0,020	$1317 \pm 11$	$4107 \pm 105$	$739 \pm 4$	$7,71 \pm 0,03$
0,040	$1151 \pm 16$	$4112 \pm 406$	$641 \pm 11$	$7,93 \pm 0,11$

Aus den Werten der Tabelle geht hervor, daß die Keramikzusammensetzung mit  $y = 0,02$  einem optimalen Kupfergehalt entspricht.

Folgerichtig wurde in Tabelle 4 nochmals das Verhältnis Zr/Ti variiert, um auch für einen Cu-Gehalt  $y = 0,02$  die morphotrope Phasengrenze festzustellen.

Tabelle 4 Eigenschaften kompakter quadratischer Keramikproben MLP (Kantenlänge  $a = 11,5$  mm, Dicke  $h = 1$  mm) in der Reihe  $\text{Pb}_{0,96}\text{Nd}_{0,02}\text{Cu}_{0,02}(\text{Zr}_{0,5515-z}\text{Ti}_{0,4485+z})\text{O}_3$  zwecks Ermittlung der morphotropen Phasengrenze mit Angabe des mittleren statistischen Fehlers aus 5 bis 10 Einzelproben.

z	Dielektrizitätskonstante $\epsilon$	Temperaturkoeffizient $\text{TK}\epsilon$	Piezoelektr. Ladungskonstante $d_{33}$ [pm V <sup>-1</sup> ]	Dichte $\rho$ [g cm <sup>-3</sup> ]
-0,016	$1005 \pm 13$	$4970 \pm 52$	$500 \pm 6$	$7,40 \pm 0,03$
-0,008	$1037 \pm 15$	$4484 \pm 207$	$454 \pm 9$	$7,40 \pm 0,03$

12

0	1317 ± 1	4107 ± 105	739 ± 4	7,71±0,03
0,009	1208 ± 32	3717 ± 58	581 ± 26	7,88±0,02
0,0125	1214 ± 37	3707 ± 67	566 ± 11	7,89±0,03
0,0205	1226 ± 39	3380 ± 115	513 ± 18	7,90±0,02

Man findet, daß bei dem offensichtlich durch den Gehalt an SE-Kationen, in diesem Fall  $\text{Nd}^{3+}$ , gesteuerten optimalen Cu-Gehalt  $y = 0,02$  der Bestwert für die piezoelektrische Ladungskonstante  $d_{33}$  wieder bei einem Wert  $z = 0$  liegt, das heißt die morphotrope Phasengrenze stellt sich beim Einbau von  $\text{Cu}^+$ -Ionen anstelle von  $\text{Ag}^+$ -Ionen etwa bei dem gleichen Gehalt von Ti und Zr, d. h. beim Zr/Ti-Verhältnis von ca. 1 ein.

Piezoelektrische Vielschicht-Bauelemente (Aktoren), z. B. Piezostacks mit mehreren hundert kupferhaltigen Innenelektroden, auf der Basis der erfindungsgemäßen Keramikmassen werden standardmäßig durch Bedrucken der Keramikschichten mit einer Kupferpaste, Verstapeln der bedruckten Keramikschichten, Laminieren, Entbindern und Sintern erhalten.

In Tabelle 5 sind die Eigenschaften von drei Aktoren unterschiedlicher Keramikzusammensetzung

- 1)  $\text{Pb}_{0,97}\text{Nd}_{0,02}\square_{0,01}(\text{Zr}_{0,5515}\text{Ti}_{0,4485})\text{O}_3$  ohne Anpassung an Cu - Innenelektroden;
- 2)  $\text{Pb}_{0,97}\text{Nd}_{0,02}\square_{0,01}(\text{Zr}_{0,5425}\text{Ti}_{0,4575})\text{O}_3$  mit Anpassung des Zr/Ti-Verhältnisses an Cu-Innenelektroden;
- 3)  $\text{Pb}_{0,96}\text{Nd}_{0,02}\text{Cu}_{0,02}(\text{Zr}_{0,5515}\text{Ti}_{0,4485})$  mit an die Dotierung angepaßtem Cu-Gehalt und eingestellter morphotroper Phasengrenze

mit jeweils 360 Innenelektroden und einer Keramikschichtdicke von 80  $\mu\text{m}$  zusammengestellt, wie sie nach einer Polung mit  $E = 2 \text{ kV/mm}$  (a) bei Raumtemperatur und (b) bei 180 °C gemessen werden. Neben den Kleinsignal-Eigenschaften  $\epsilon$  und  $\text{TK}\epsilon$  ist hier auch die Großsignal-Dielektrizitätskonstante angegeben, die sich aus der Polarisierung durch eine Spannung berechnen

läßt, welche z. B. bei den Aktoren zu einer Auslenkung von 40  $\mu\text{m}$  führt.

Tabelle 5: Eigenschaften von Aktoren mit kupferhaltigen

5 Innenelektroden auf der Basis der Keramik

1)  $\text{Pb}_{0,97}\text{Nd}_{0,02}\square_{0,01}(\text{Zr}_{0,5515}\text{Ti}_{0,4485})\text{O}_3$  ohne Kupferoxidzusatz und ohne Anpassung an die morphotrope Phasengrenze,

2)  $\text{Pb}_{0,97}\text{Nd}_{0,02}\square_{0,01}(\text{Zr}_{0,5425}\text{Ti}_{0,4575})\text{O}_3$  mit Anpassung des Zr/Ti-Verhältnisses an die morphotrope Phasengrenze, sowie

10 3) einer durch Kupferoxidzusatz modifizierten Keramik

$\text{Pb}_{0,96}\text{Nd}_{0,02}\text{Cu}_{0,02}(\text{Zr}_{0,5515}\text{Ti}_{0,4485})$ ,

deren Zr/Ti-Verhältnis an die morphotrope Phasengrenze angepaßt ist. Gemessen wurde nach einer Polung mit 2 kV/mm

(a) bei Raumtemperatur und (b) bei 180°C.

15

z	Dielektrizitätskonstante $\epsilon$		Temperaturkoeffizient TK $\epsilon$ (Kleinsignal)	Piezoel. Ladungskonstante $d_{33}$ [pm V <sup>-1</sup> ]	Wirkungsgrad $\eta$	Dielektrische Verlustenergie L [mJ]
	Kleinsignal	Großsignal				
(1)	1214 $\pm$ 30	3110 $\pm$ 87	3936 $\pm$ 82	592 $\pm$ 18	50,4 $\pm$ 0,4	50 $\pm$ 2
(a)						
(b)		2772 $\pm$ 50		632 $\pm$ 11	56,5 $\pm$ 0,4	34 $\pm$ 1
(2)	1358 $\pm$ 27	2984 $\pm$ 118	2949 $\pm$ 41	568 $\pm$ 15	51 $\pm$ 0,7	51 $\pm$ 2
(a)						
(b)		2841 $\pm$ 57		614 $\pm$ 11	57 $\pm$ 1	37 $\pm$ 2
(3)	1216 $\pm$ 8	2747 $\pm$ 102	2860 $\pm$ 42	569 $\pm$ 11	55 $\pm$ 1	44 $\pm$ 1
(a)						

Die Werte der Tabelle 5 lassen im Vergleich der Aktoren mit den beiden Keramiken (1) und (2) eine Eigenschaftsverbesserung hinsichtlich einer Verringerung des TK $\epsilon$  bei der Keramik 2a gegenüber der Keramik 1a erkennen. Eine signifikante Verminderung der dielektrischen Verlustenergie L kommt aber erst durch den Kupfereinbau zustande. Mit 44 mJ liegt der Wert für den dielektrischen Verlust L bei der Keramik (3) mit

20

Polung bei Raumtemperatur deutlich unter den Werten jener  
Aktoren, die mit der Keramik ohne Kupferoxidzusatz  
hergestellt wurden. Eine weitere Verbesserung kann durch die  
Warmpolung bei zum Beispiel 180°C erreicht werden. Außerdem  
5 ist auch hier die Abhängigkeit der Kleinsignalkapazität von  
der Temperatur geringer.

Obwohl die Erfindung nur anhand weniger Ausführungsbeispiele  
erläutert wurde, kann sie zur Herstellung von Keramikmateri-  
10 alien mit beliebigen Werten der Parameter x, y und z ver-  
wendet werden. Im Prinzip können auch andere hier nicht  
genannte, zur Herstellung der Keramik mit der angegebenen  
allgemeinen Zusammensetzung geeignete Rohstoffmassen und  
kupfer- oder kupferoxidhaltige Zusätze verwendet werden.  
15 Geeignete Rohstoffmassen sind beispielsweise aus der  
Druckschrift DE 20023051 U1 bekannt.

## Patentansprüche

1. Piezoelektrisches Keramikmaterial  
der allgemeinen Zusammensetzung  $\text{ABO}_3$ ,  
5 das im wesentlichen Bleizirkonattitanat enthält und  
Perowskitgitter aufweist,  
wobei A für A-Plätze und B für B-Plätze des Kristallgitters  
steht,  
**gekennzeichnet durch**  
10 eine Zusammensetzung, die zumindest einen Anteil von  
Bleizirkonattitanat der allgemeinen Formel  
 $\text{Pb}_{1-3x/2-y/2}\text{SE}_x\text{□}_{x/2-y/2}\text{Cu}_y^{\text{I}}(\text{Zr}_{0,5515-z}\text{Ti}_{0,4485+z})\text{O}_3$  mit  $0,01 < x < 0,04$   
und  $0 < y < x/2$  aufweist,  
wobei SE ein Seltenerdmetall ist, ausgewählt aus La, Nd, Sm,  
15 Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tu, Yb, Lu und Y,  
wobei der Parameter x durch die Wertigkeit des Seltenerd-  
metalls bestimmt ist,  
wobei der Parameter z in Abhängigkeit vom Parameter y so  
gewählt ist, daß das Keramikmaterial auf die morphotrope  
20 Phasengrenze eingestellt ist.
2. Keramikmaterial nach Anspruch 1,  
bei dem Cu in das Perowskitgitter des Keramikmaterials  
zumindest teilweise auf A-Plätzen eingebaut ist, wobei das  
auf A-Plätzen eingebaute Cu als einwertig positives Kation  
 $\text{Cu}^+$  vorliegt.
3. Keramikmaterial nach Anspruch 1 oder 2  
mit der Zusammensetzung  $\text{Pb}_{0,96}\text{Nd}_{0,02}\text{Cu}_{0,02}(\text{Zr}_{0,5515}\text{Ti}_{0,4485})\text{O}_3$ .  
30
4. Verfahren zur Herstellung eines Keramikmaterials nach  
einem der Ansprüche 1 bis 3,  
bei dem eine Kupferoxid  $\text{CuO}$  enthaltene Keramik-  
Rohstoffmischung bereitgestellt wird,  
35 bei dem die Keramik-Rohstoffmischung unter inerten  
Bedingungen kalziniert wird, wobei die Kalzination in einer  
reduzierten Atmosphäre unter einem Sauerstoffpartialdruck



durchgeführt wird, bei dem Cu und Kupferoxid im Gleichgewicht sind und koexistieren,  
bei dem das kalzinierte Keramikprodukt fein gemahlen,  
homogenisiert und anschließend gesintert wird.

5

5. Verfahren nach Anspruch 4,  
bei dem die Kalzination in einer feuchten Stickstoffatmosphäre durchgeführt wird.

- 10 6. Verfahren zur Herstellung eines Keramikmaterials nach einem der Ansprüche 1 bis 3,  
bei dem eine Keramik-Rohstoffmischung ohne einen Kupferoxid-Zusatz kalziniert wird, wobei bei der Kalzination eine  
piezokeramische Perowskit-Mischkristallphase gebildet wird,  
15 bei dem in einen Schlicker Kupferoxid  $\text{Cu}_2\text{O}$  hinzugefügt wird,  
wobei das Kupferoxid im Schlicker gleichmäßig verteilt wird,  
bei dem das Produkt der Kalzination fein gemahlen und mit dem Schlicker vermischt wird, wodurch eine Keramikmasse gebildet wird,  
20 bei dem die Keramikmasse unter inerten Bedingungen gesintert wird.

7. Verfahren nach einem der Ansprüche 4 bis 6,  
bei dem die Sinterung in einer feuchten Stickstoffatmosphäre durchgeführt wird.

8. Piezoelektrisches Vielschichtbauelement  
mit Keramikschichten aus einem Keramikmaterial nach einem der  
Ansprüche 1 bis 3 und innen liegenden Elektrodenschichten,  
30 wobei die Keramikschichten und die Elektrodenschichten in  
abwechselnder Reihenfolge übereinander angeordnet sind,  
wobei die innen liegenden Elektroden zumindest einen Anteil  
des metallischen Kupfers enthalten.

## Zusammenfassung

Piezoelektrisches Keramikmaterial, Vielschichtbauelement und Verfahren zur Herstellung des Keramikmaterials

5

Die Erfindung betrifft ein piezoelektrisches Keramikmaterial der allgemeinen Zusammensetzung  $ABO_3$  mit zumindest einem Anteil der PZT-Keramik einer erfindungsgemäßen Zusammensetzung mit Cu-Kationen. Der Anteil von Zr- und Ti-Kationen wird je nach Gehalt der Cu-Kationen so gewählt, daß das Keramikmaterial auf die morphotrope Phasengrenze eingestellt ist. Die Erfindung gibt des weiteren ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Keramikmaterials an.

10

15